

転がり疲れによる白色型組織変化

Microstructural Change in Rolling Contact Fatigue

平岡 和彦*¹

Kazuhiko Hiraoka

Synopsis: For global ecology, various industrial or automotive machine units are forced to adopt new mechanisms and to downsize. Thus bearings have been used under severer conditions, and their microstructural change problems in rolling contact fatigue are observed more frequently. Its effective countermeasures are strongly demanded in these days. In the first half of the present report, knowledge of previous studies is organized, where it is suggested that various microstructural changes are attributed to accumulated plastic strain. In the latter half, authors resent studies are summarized, where the formation processes of WEA (White Etching Area), Butterfly and WB (White Band) are proposed, and it is also explained how the microstructural changes are involved in flaking of bearings.

Key words: rolling contact fatigue, WEA, butterfly, microstructural change, nanocrystalline

1. はじめに

各種産業や自動車用の機械ユニットを取巻く環境は、地球規模での気象変動やエネルギー問題が顕在化する中、急変してきている。例えばヨーロッパにおいて施行されるユーロ5規制を皮切りに、2010年前後を目処に日・欧・米で自動車の排ガスやCO₂規制は急速に強化されることが見込まれている。それに伴い自動車の主要ユニットは大幅に小型・軽量化されるか、新エンジンやCVT等の新機構を採用せざるを得ない状況に迫られている。主題に深く関わる転がり軸受は、それら主要ユニットにおいて重要な位置付けにあり、従来には見られなかった使用環境の変化に直面している。軸受自体の小型化（肉厚や内径を下げる）やハウジングの簡素化に伴い、高荷重化されるだけではなく、軸受自体に曲げ応力や振動が伝わり易い状況が伴うことは容易に想像できる。また本来転がり軸受はすべりによる摩擦を軽減する機能を有するが、さらに動力伝達ロスを抑える狙いで、従来ころ軸受であったところを玉軸受化したり、潤滑油が低粘度化されたりする傾向が見られる。これらの変化に伴い、軌道直下の白色型組織変化を伴うはく離が顕在化してきている。

転がり疲れにおける白色型組織変化の生成は従来から多くの研究事例があり、よく知られた現象である。しかしながら未だその機構や対策案が明確になっていない。その理由は、従来研究の多くが組織変化に関与する環境を切口に進められたことにあると考えられる。異なる複数の環境下で生じる現象に対して、環境切口の原因究明を進めた場合、その解決は自ずと困難になると考えられるからである。

このような問題意識により、筆者は白色に組織変化した部分では何が起きているのかという材料視点に沿った機構解明に取り組んできた¹⁾。この見方において、従来研究や他分野の研究（鉄鋼の強ひずみ加工による結晶粒微細化現象）の中には既に、機構解明を進める上で重要な情報が見出せることがわかってきた。また研究推進には実践的な破壊対策につながる知見の抽出が必要であり、疲労破壊の基本的な過程（初期き裂生成→伝ば→破壊）に沿ったとらえ方も必要であると考えられたのである。

本報告は、このような視点に基いた筆者らの機構解明活動を総括している。前半には関連する従来研究の整理を行った。その結果として白色型組織変化自体は鉄鋼の強ひずみ加工による現象に準じた塑性ひずみの蓄積による結晶粒の超微細化現象に他ならないという見方を示している。後半には筆者らの研究結果¹⁻⁴⁾の概要を紹介し、その結論として、白色型組織変化の生成機構だけではなく転がり疲れの過程全体から見たその作用について説明している。

2. 白色型組織変化に関する従来研究の整理

転がり疲れにおける白色型組織変化は、Fig.1¹⁾に示すようにマクロ的形態をもとに3つに分けられる。各々はホワイトバンド（White Bandの略で以降WBと記す）、バターフライならびにWEA（White Etching Areaの略で以降WEAと記す）である。工業面で早期はく離に関与して、その対策が強く求められているのはWEAであるが、3つのタイプは同じ白色を呈する組織変化として混同されることがよくある。しかし状況証拠として挙げられている生成原

*1 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ長 工博
本解説論文に引用する著者論文（引用文献番号3） [論文題目Study on Flaking Process in Bearings by White Etching Area Generation]は米国試験材料協会金属組織学委員会[ASTM International Committee E04]から平成19年5月21日に論文賞[Joseph R Vilella award]を受賞しています。

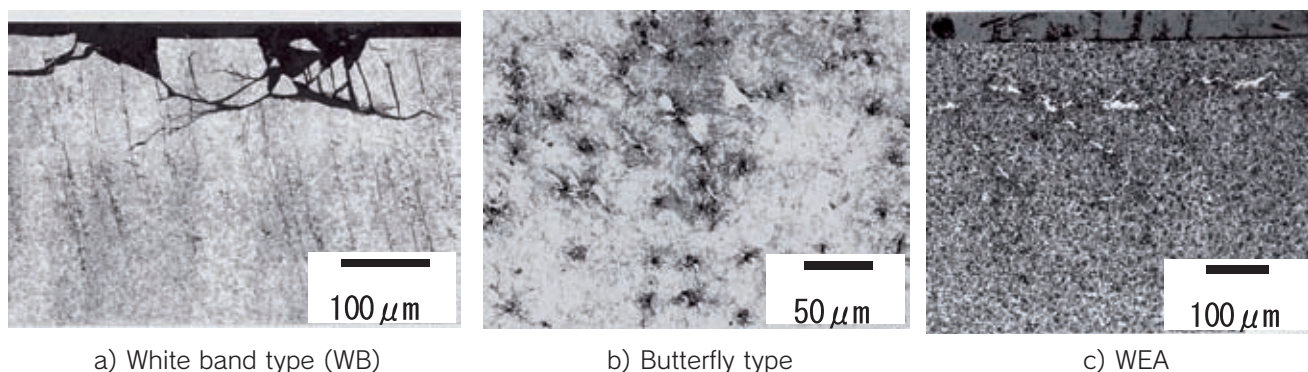


Fig.1 Optical micrographs of White type microstructural changes in rolling contact fatigue ¹⁾.

因は明確に異なる。また3つのタイプの組織変化に関する従来からの報告には、白色部が初期結晶粒の超微細化を伴っているという明確な共通性を見出すことができる。生成機構に対しても本質的な共通部分があることが示唆されており、各々の関係を紐解くことは組織変化全体の理解を深めるためには重要である。従来研究における3つのタイプの組織変化について、主に材料の視点による観察結果を抽出して整理した。

2.1 WBタイプ

Fig.1 a) ¹⁾ はJIS SUJ2焼入焼戻し材にて潤滑油温度423K、接触面圧5.3GPaの高温高面圧でかつ良好な潤滑状態でのスラスト試験により観察されたWBと、そこからはく離状態を光学顕微鏡で観察した筆者による事例である。観察面は写真上側が軌道面であり軌道に平行である。スラスト試験においてWBは一般的に軌道面に対して約30°と80°の角度にて観察されるが、Fig.1 a) では主に80°バンドが軌道直下の広範囲に観察されている。またWBには生成の起点が認められない。

Fig.2 ¹⁾ はFig.1 a) と同じ試料にて軌道に対して垂直方向から観察した結果である。この場合はバンド状を示さず、深さ方向に向かって凸型形状にて白色部が観察される。タイプの識別において観察方向への注意が必要である。

Fig.3 ¹⁾ はFig.1 a) と同じ試料をSEM観察した結果である。バンドの中は約2μmであり、その内部はバンド伸展

方向に沿った筋状模様を呈し、筆者以外の従来報告⁶⁾と同じく炭化物は消失しているか、バンドの伸展方向にせん断変形されていることが観察されている。Fig.4 ¹⁾ は同じ試料から薄膜試料を作成してTEM観察した結果である。同図a) の明視野像にて白く見える部分はWB部であると考えられるが、その内部は100~200nm程度の若干バンド長手方向に伸展したユニットを呈している。またユニット間の境界部は不明瞭さを呈しており転位セル段階であると見られる。同図b) は転位セル内部の100nmの制限視野回折像であり、α構造のスポットパターンを呈しており、WBが初期結晶の微細化現象ではあるが後述のバタフライやWEAが示す10nmレベルのナノ結晶化に至っていないことは明らかである。これらの結果は井口らの報告⁷⁾に合致し、沖田ら⁸⁾や植田ら⁹⁾のWBが10nmレベルのナノ結晶ではなくWEAとは区別されるものとする報告にも合致する。

2.2 バタフライタイプ

Fig.1 b) ¹⁾ は黒鉛を起点とするバタフライ生成の筆者による観察例である。観察面は写真上側が軌道面であり軌道に平行である。バタフライは他の白色を呈する組織変化とは異なり、明らかに非金属介在物を起点とする特徴があり、き裂に沿った蝶の羽を思わせる白色タイプの組織変化である。

P.C.Becker ¹⁰⁾ はJIS SUJ2相当であるSAE52100を素材とした玉軸受に生じたバタフライについて、主にTEM

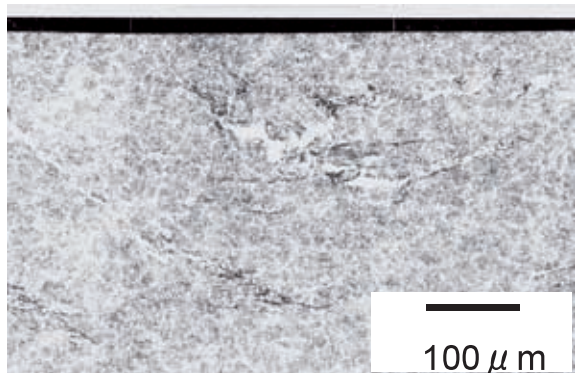


Fig.2 WB observation vertical to the rolling direction ¹⁾.

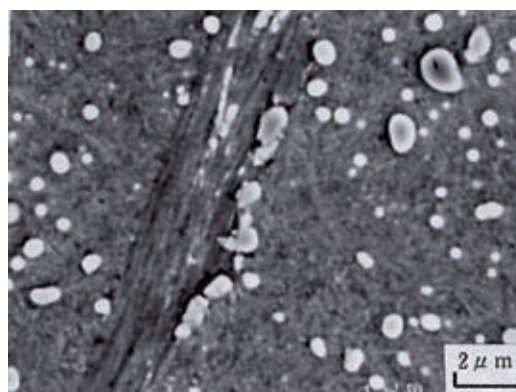


Fig.3 SEM observation of WB ¹⁾.

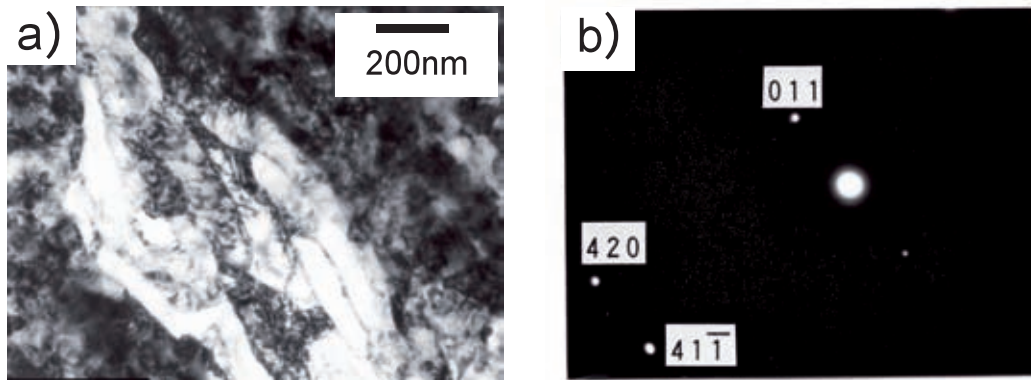


Fig.4 TEM observation results of WB¹⁾. a) bright field image b) diffraction from WB area

を用いた詳細な観察結果を報告している。バタフライは軌道面に対して40~45°の傾きを持って非金属介在物を中心に、その両サイドにき裂を伴った白色の羽部を呈すること、白色部には光学顕微鏡観察では炭化物消失現象が認められること、さらに白色部が10nm程度のα構造超微細結晶粒であり、光学顕微鏡では認められない炭化物がTEMでは7nm程度のセメントタイトの分散として認められることを報告している。井口ら⁷⁾も同様にバタフライの白色部が10nm程度のナノ結晶粒からなることを報告している。

2.3 WEAタイプ

Fig.1 c)¹⁾にJIS SUJ2製玉軸受軌道輪に生じたWEAの軌道平行断面の光学顕微鏡による筆者の観察例を示す。WBと同様に軌道直下の広範囲に観察されるが、バンド状ではなく、ある程度の不規則形状を呈しながら軌道直下0.1mm深さあたりを頂点として深さ方向へ枝垂れ柳状を呈する形態にて観察されるのでWBとの識別は容易である。

同じ試料をSEM観察した結果をFig.5¹⁾に示す。内部の筋状模様や炭化物消失等、WBやバタフライ内部の特徴と類似している。また同図において、WEAはき裂と共存しているように見受けられる。

WEAについての報告例は、主に鋼中への水素浸入、振動や曲げ応力、衝撃荷重等環境を切口とした特異な現象と

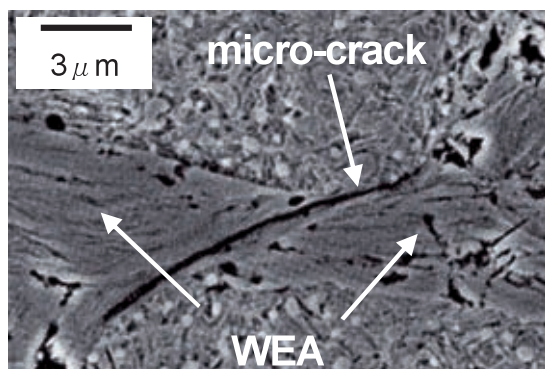


Fig.5 SEM observation of WEA¹⁾.

して紹介されてきており^{11~15)}、その観点では統一的な生成原因を見出せない。しかしながら直近の報告^{16~18)}では、鋼中に浸入する水素が関与していることが明確に示されている。WEAの生成起因として挙げられてきた各種環境要因も何らかの形で水素との関連があるものと推測される。しかしながら材料視点の観察結果であるWEAが10nmレベルの超微細粒に至っているという点については複数の報告があり矛盾はない^{8,9,13,15)}。この点においてWEAはバタフライとマクロの形態を異にするが、材料的に見た内部構造は同質のものであるという見方が可能である。

2.4 従来研究の総括

従来研究によって3つのタイプの組織変化において共通して見出されていることは、結晶の超微細化現象であり、WBで100~200nmの転位セル段階（もしくは結晶）、バタフライとWEAが10nm程度のナノ結晶からなるという部分である。鉄鋼材料における1μm未満の結晶粒超微細化は、強ひずみ加工による現象としてよく知られている。これらは従来型の結晶粒微細化技術の代表であるTMCPによる不連続再結晶や相変態によるものではなく、動的連続再結晶が関与する強ひずみ加工現象であり、その工業的な利用を狙った研究が深められてきた分野である^{19,20)}。さらにその研究分野において、ECAPやARBに代表されるバルク全体の加工手法では微細化の到達が100nmレベルであって、一方材料表面の加工であり付与される応力の複雑化が見込まれるボールミルやショットピーニングを用いた手法では10nmクラスのナノ結晶化が得られているという概念が知られている^{19,20)}。前者が転がり疲れのWBに、後者がバタフライやWEAに相当するという対比的な見方ができる。

また白色部の内部で炭化物がせん断されたり消失したりする現象や、塑性流動を思わせる筋状の模様が確認されていること、さらにWBにおいて転位セル状態が観察されていることや、なおかつそれらが等軸ではなく伸長している点などはまさに加工起因としての性格を強く帯びているものである。これらの現象は、転がり疲れにおける白色型組

→ Ball moving direction

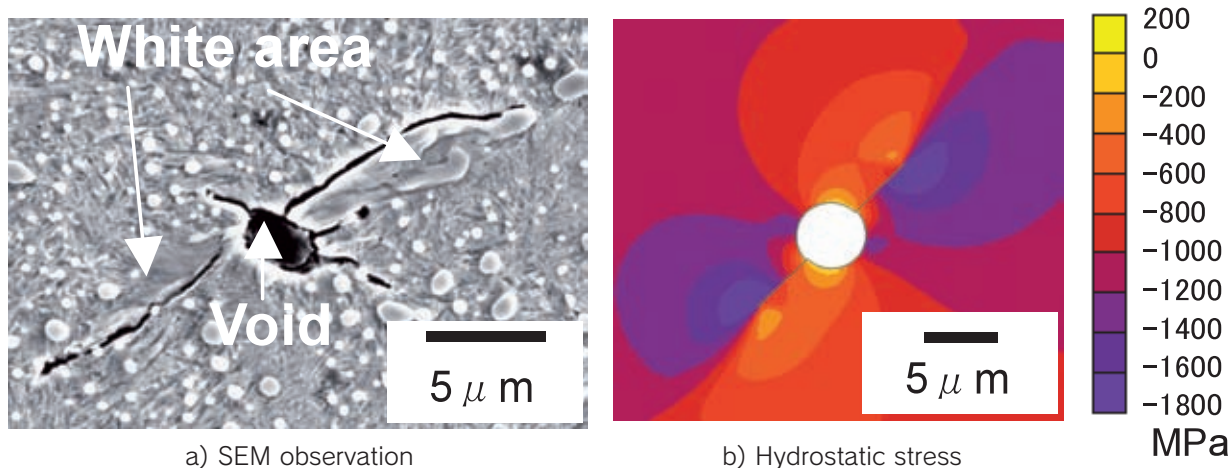


Fig.6 Comparison of observed Butterfly and stress analysis result¹⁾.

織変化が、強ひずみによるものとして見てよいことをほぼ確実なものにしている。

組織変化の本質的な正体が、局在化した塑性ひずみの蓄積現象であるとする見方に立てば、組織変化の生成機構解明研究における課題を絞り込むことが可能である。すなわち疲労過程全体において、何が塑性ひずみの局在化した蓄積をもたらすのかということである。以降に紹介する筆者らによる研究はこの視点に基づいている。

3. 筆者らの組織変化再現による研究の概要

実用的には、WEA生成とそれを伴う早期はく離の機構解明が望まれている。筆者らは、最終的にその解明を目指し、二つのステップにて研究を進めてきた。いずれの研究も、なぜ塑性ひずみの蓄積が局在化して起こり、特徴的な形態を示すのかの究明に重きを置いている。また具体的な対策立案に必要な知見を得る狙いにより、疲労過程全体において組織変化がどのように位置付けされるのかを見出すことに努めている。

第一の実験（3.1節）は人工欠陥導入試料を用いたバタフライ型組織変化の再現である^{3,4)}。前述のようにバタフライはWEAと材料的に見て同質であり、各々の機構に共通性があることが示唆されている。ここでは規則的な形態を呈するバタフライに解析の容易さを期待して、先にその機構究明を実施した。

第二の実験（3.2節）は、従来研究^{11,21)}に倣い水素チャージ試料を用いてWEAをラボにて再現・観察している^{1,5)}。予想通りにWEAにはバタフライとの本質的な共通性が見出されており、両者の対比による機構究明を進めた。

3.1 バタフライの再現実験^{1,3,4)}

バタフライが一般的に非金属介在物を起点として生じている事実¹⁾や、筆者らが以前に黒鉛鋼中の黒鉛を起点とし

たバタフライ再現に成功している経緯²⁾を踏まえ、軸受鋼中に応力集中源として人工空洞欠陥を導入した供試材を考案した。昨今の軸受鋼中には非金属介在物の存在頻度が極めて低く、偶発的なバタフライ生成の観察では、経時的な見方や多数の結果を踏まえた解析が行えないという問題があり、考案試料はその解消を狙ったものである。

試験片は、ガスアトマイズ粉末を原料として、条件選定したHIP固化によりJIS SUJ2相当組成のバルク中に、意図的に数～数十μmの空洞を内包させたものである。さらに一般的な軸受鋼に付与される焼入焼戻しにて硬さ62HRCに調整して仕上げた。それらを接触面圧 $P_{max}=3.92\text{GPa}$ の常温潤滑によるスラスト型転がり疲れ試験に供した。目論見通りに空洞を起点としたバタフライ型の組織変化が再現でき、生成前後の現象を経時的に観察することができた。主要な結果を以下に示す。

- (1) 1×10^4 サイクル時点で空洞を起点として、その両サイドに軌道に対して約 45° かそれ以下の浅い角度にてき裂が生じる。この時点では白色部（羽部）は観察されない。
- (2) これらのき裂はバタフライを呈する転がり疲れにおける初期き裂であると考えられる。筆者らの後の研究で、この初期き裂生成は空洞周囲の引張主応力によるものであり（Mode I型）²²⁾、その生成の前段には空洞への応力集中により、その周囲に形成される塑性領域が存在すること²³⁾も判明している。
- (3) 5×10^5 サイクル以降に初期き裂に沿って白色部が出現する。その生成部位はFig.6 a) ¹⁾に示すように幾何学的な規則性があり、空洞からみた転動体移動方向に対する前方き裂の下側と後方き裂の上側2ヶ所に限られる。なお白色部はSEMにおいて、白色ではなくマルテンサイト特有の針状が消失した平滑部として観察されるので、その識別は可能である。

- (4) 白色部の内部はFig.7⁴⁾に示すように筋状模様を有しており、それらの伸展方向は主せん断方向に合致することをFEM応力解析にて確認している⁴⁾。同図において白色内部の炭化物は筋状方向に沿って変形を受けており、消失する途上にあると見られる。白色部の生成はき裂先端までに止まり、白色部が単独で進展していることは見受けられない。
- (5) 白色部はFig.8⁴⁾に示すTEM観察により、従来知見通りに10nm程度のナノ結晶であることが明らかである。

これらの結果の中で、白色部がき裂に対して特徴的な位置にのみ生成している事実は、特定の応力状態がナノ結晶化に関与していることを強く示唆するものである。単にき

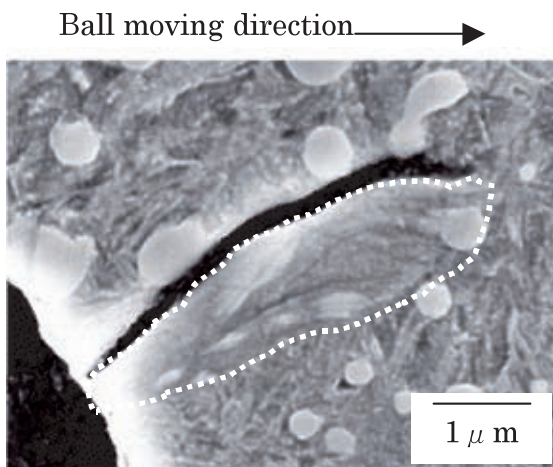


Fig.7 SEM observation of White area generated around void⁴⁾.
cycles : 5.0×10^5 depth : $70 \mu\text{m}$

裂面の摩擦やそれによる昇温が主要因である現象であればこの事実は有り得ないからである。考察のために実験モデルのFEM応力解析を試みた結果、Fig.6 b)¹⁾に示すように白色部は静水応力分布において他部位と比べて圧縮応力が高い部分と合致していることがわかった。計算は実験結果を模し、直径 $5 \mu\text{m}$ の空洞が最大せん断応力位置(軌道直下 0.12mm)にあり、その両側に初期き裂が各々 $5 \mu\text{m}$ の長さで軌道に対して 45° 方向にて予め存在するという前提で、転動体を移動させて動的に実施している。同図の結果は転動体が空洞の真上に来た時点のものある。なお微視的塑性による現象であるとの見方から塑性への関与が大きい相当応力ならびに偏差応力分布との関係も調べたが、バタフライのマクロ的形態との関係は見出せなかった。単に降伏により塑性が生じやすい部位が、白色化するわけではないことは明確であった。応力解析結果とバタフライ形成との関係については第4章にて考察する

3.2 WEAの再現実験^{1,5)}

JIS SUJ2の通常焼入焼戻し材を試験片に用い、323Kの20%チアシオン酸アンモニウム溶液へ172.8ksec浸漬して水素チャージを行った。浸漬後直ちに接触面圧 $P_{\text{max}}=5.29\text{GPa}$ の常温潤滑によるスラスト型転がり疲れ試験を実施した。試験前試験片の水素含有量は昇温脱離法(TDS法)²⁴⁾による室温~573Kまでの放出量で1.3ppmであった。なお試験後の水素分析は実施していない。結果として目論見通りのWEAを伴うはく離を起こすことができ、軌道直下の組織変化過程を前節のバタフライと同様に観察できている。

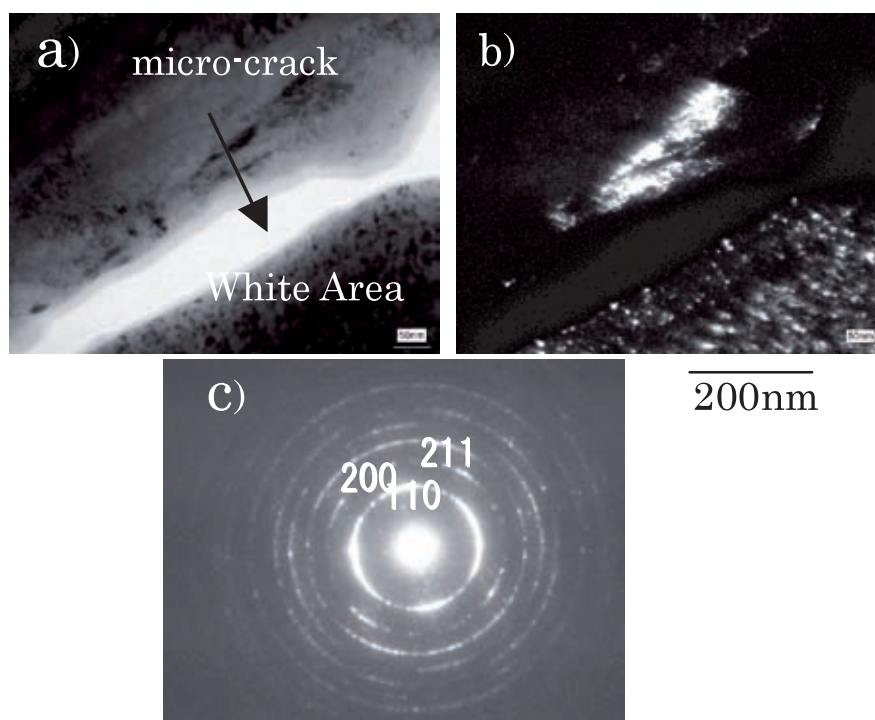


Fig.8 TEM observation results⁴⁾. a) bright field image b) dark field image c) diffraction from White area

Fig.9⁵⁾ に水素チャージ材と非チャージ材のワイブルプロットによるはく離寿命比較結果を示す。水素チャージ材の寿命は非チャージ材に対して L_{50} 寿命で約1/3の短寿命であった。但し水素チャージ材の寿命は、非チャージ材の短寿命にてはく離したものとは大差が無く、両者はまったく乖離した結果であるとは言えない。水素チャージも内部起点型のはく離モードの範疇にあるものと推定された。

サイクルを追った軌道直下の組織観察では、水素チャージ材において、 1×10^5 サイクルにてFig.10⁵⁾ に示すように、針状を呈する長さ約 $5 \mu\text{m}$ もしくはそれ以下のき裂が、概ね地のマルテンサイト針状組織に沿った形で出現することがわかった。このき裂が化学的な腐食による隙間である可能性も否定できないのでアルゴンイオンによるフラットミリングにて表面を仕上げて観察した結果、Fig.11²⁵⁾ に示すように明らかにき裂であることが確認できた。したがって、この針状を呈するき裂はWEAを呈する転がり疲れ

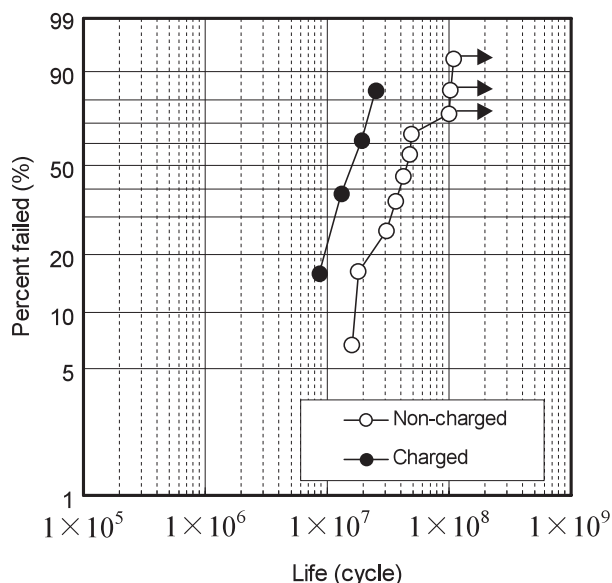


Fig.9 Results of rolling contact fatigue test⁵⁾.

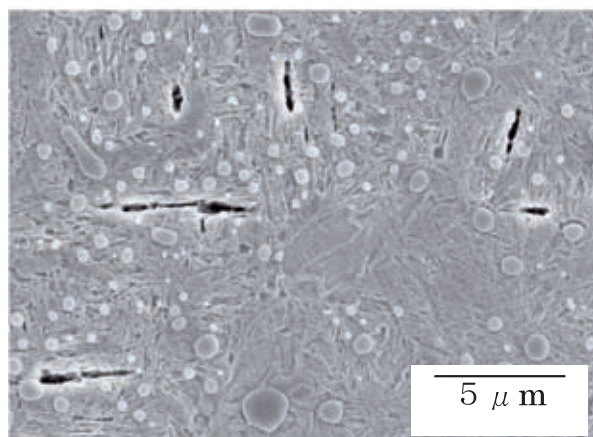


Fig.10 SEM microstructural observation of hydrogen-charged specimen at 1×10^5 cycles⁵⁾.

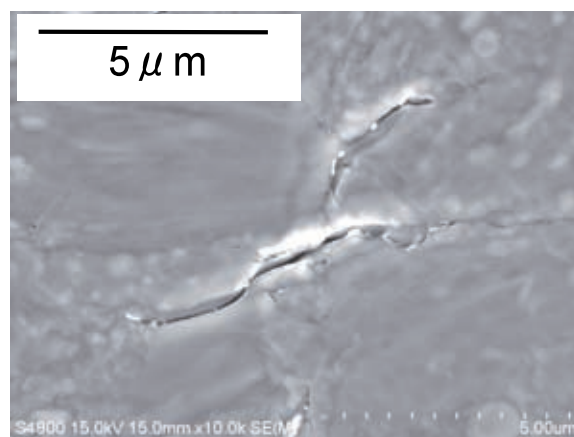


Fig.11 SEM microstructural observation of Needle-like-crack at 1×10^5 cycles which was finished by Ar ion Flat-milling²⁵⁾.

の初期き裂であると判断した。なおこの初期き裂はWEA生成の先駆状態として前田らが水素チャージによる実験で指摘するblack needle内部のき裂¹¹⁾ や原田らが転がりすべり接触環境による実験で指摘する針状組織^{26,27)} に形状、大きさに類似する。原田らは針状組織をFIBにより断面現出してSIM観察を実施しており、観察断面上で凹みであるとの表現を採っている。しかしながら針状を呈する組織がWEAの先駆状態として出現することは間違いのない事実であると見られる。

初期き裂の出現を経て、 1×10^6 サイクル以降にWEAが出現することを確認した。Fig.12⁵⁾ に 1×10^6 サイクル時点の観察結果を示す。この時点では引続き針状を呈する初期き裂 (同図 a)、ならびにそれらが主に至近距離のもの同士連結して形成したと見られるき裂 (同図 b) が観察され、WEAは同図 c) に見られるようにき裂のキンク部内側に生じていることがわかる。なお同図 d) は他の観察結果が軌道に平行な断面のものであるのに対して、軌道に垂直な断面での観察結果である。針状ではなくさらに短いき裂、もしくはポイド状の隙間が観察されていることから、軌道に平行な断面にて針状に観察された初期き裂は3次的にも針状である可能性が高いと見られる。

Fig.13 a)¹⁾ に 8.6×10^6 サイクル時点の軌道平行断面の光学顕微鏡組織を示す。当試験片ははく離に到着しており、そのはく離底の深さは $100 \mu\text{m}$ 程度である。またはく離底は軌道方向に $150 \mu\text{m}$ 程度の水平部を有しており、内部起点である前提に立てば、その水平部から表面に伝ばしてはく離に至ったと判断される。一方組織変化は、主に $100 \sim 150 \mu\text{m}$ 深さにて水平に黒色帯として伸展しており、部分的に $300 \mu\text{m}$ 程度の深さまで進展している。白色部すなわちWEAは黒色帯の中の一部に観察されている。Fig.13 b)¹⁾ は深さ $170 \mu\text{m}$ 位置の黒色帯をSEMにて拡大観察した結果である。その内部は針状を呈する初期き裂が分散しており、その中にキンクを呈するき裂が存在している。このき裂は、

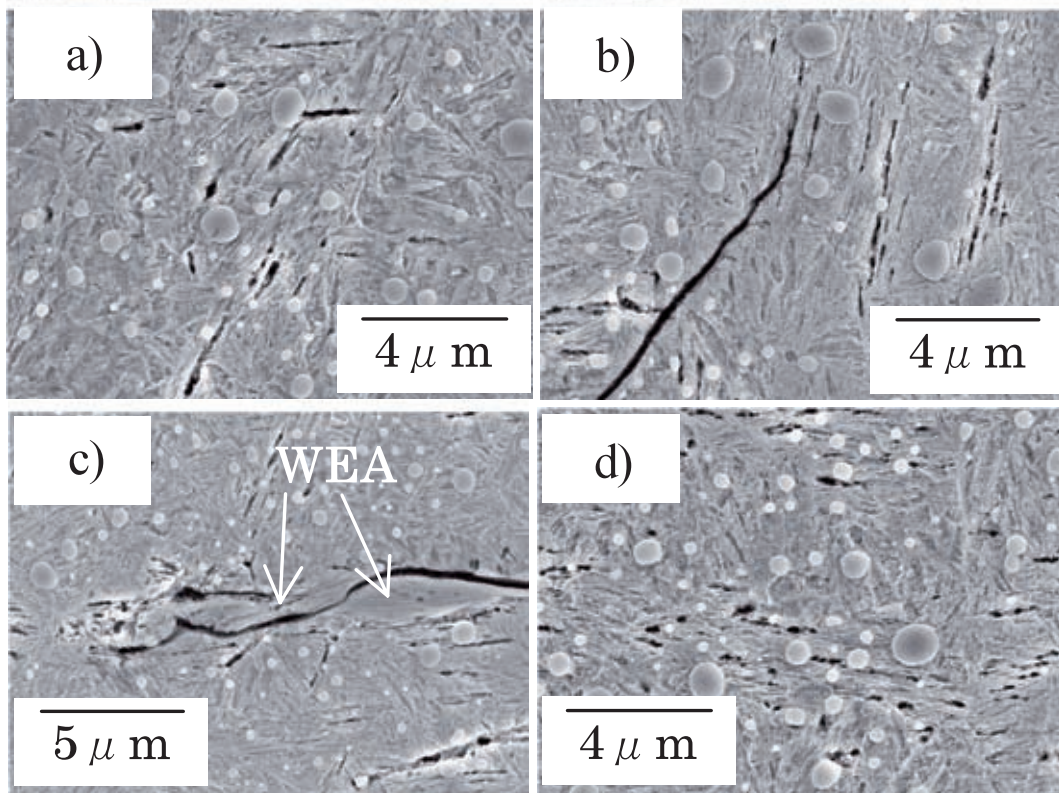


Fig. 12 SEM microstructural observation of hydrogen-charged specimen at 1×10^6 cycles⁵⁾.

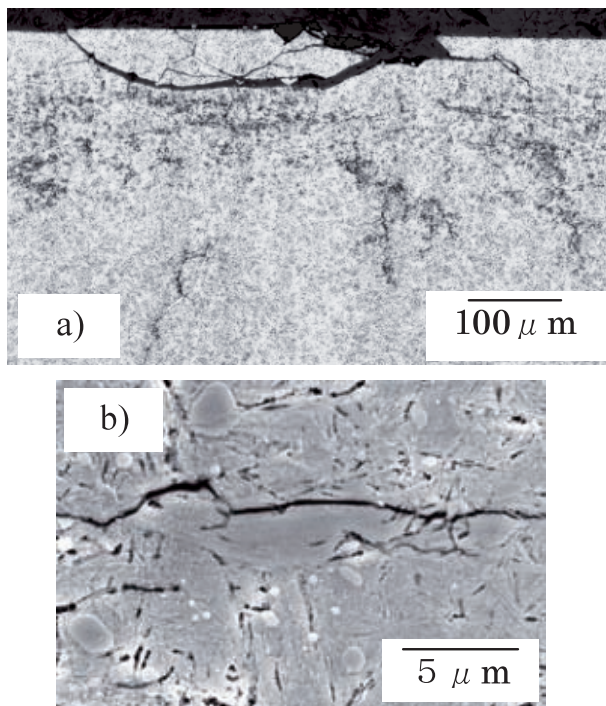


Fig. 13 Microstructural observation of hydrogen-charged specimen with flaking at 8.6×10^6 cycles¹⁾. a) Optical observation b) SEM observation

Fig. 12c)⁵⁾と同様にキック部が顕著であることや、針状を呈する初期き裂の分散する内部に位置するということから、初期き裂が単独で伝ばしたのではなく、主に初期き

裂が至近距離同士の連結により大型化したものと推定される。またWEAはき裂に沿った一部分に生じており、主にキックの内側に存在している。この特徴は、前述のバタフライと類似しており、WEAの存在位置もき裂の幾何学的な特徴の影響を受けていることが示唆された。バタフライでの検証と同様に応力解析を実施した結果、き裂のキック部内側はFig. 14⁵⁾に示すように転動体の移動に対して概ね静水応力分布において圧縮応力が高い状態で推移することがわかった。この傾向はバタフライ羽部（白色部）の生成位置の傾向と合致するものであった。

4. 転がり疲れにおける白色型組織変化に対する考察

従来研究から共通して見出せる材料的な観察結果の特徴から、転がり疲れにおける3つのタイプの白色型組織変化は何れも塑性ひずみの蓄積した現象であると断定できよう。

まず、バタフライは非金属介在物（本報告の実験では空洞）を起点として、約 10^4 サイクルの転がり疲れとしては極初期に、初期き裂が先行して生じ、その後、転動体進行方向に対して前方き裂の下と後方き裂の上方に白色部（ナノ結晶化部）を形成する。両位置は相当応力や偏差応力の大きい部分には合致せず、結果的に塑性に関与しない静水圧縮応力が周囲に比べて高い位置であった。転動体の接触による全体的な圧縮場において、静水圧縮応力がより高い部分は、新たなき裂生成や伝ばを起こさない効果があると

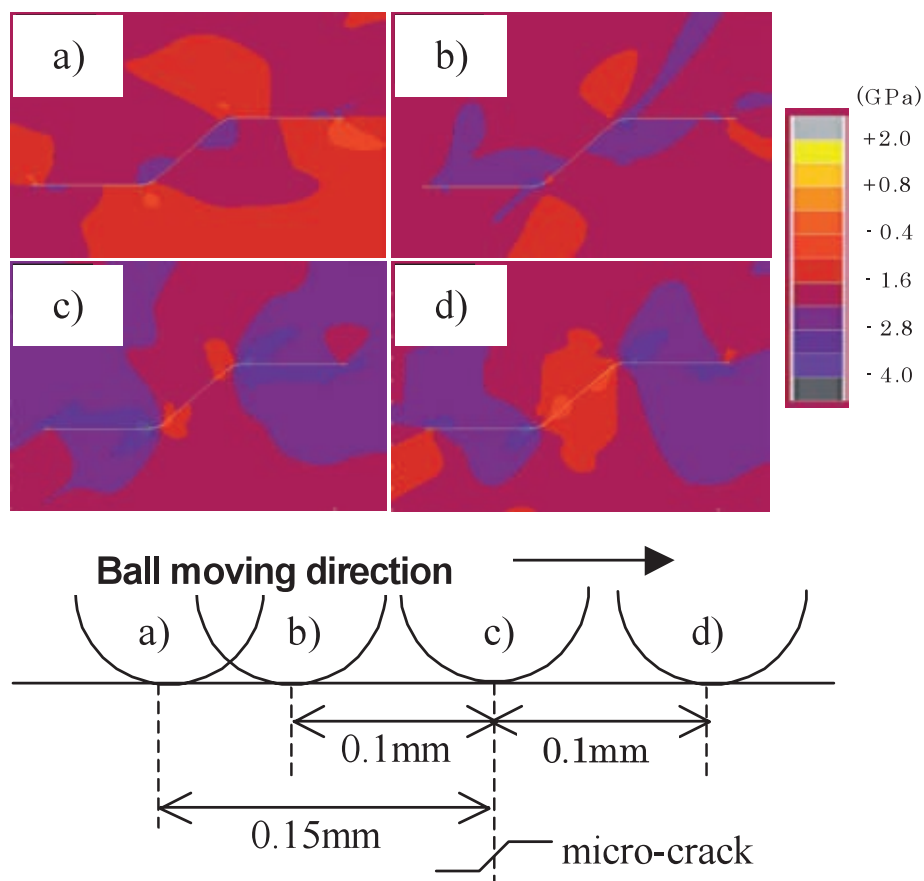


Fig.14 Hydrostatic stress distributions around micro-crack at various ball positions⁵⁾.

同時に、塑性寄与成分である偏差応力が小さく比較的等方的な応力場であると言える。この作用により塑性領域を局部的に止めて、繰返し応力により塑性ひずみを漸増させる効果を得て、強ひずみ加工に準じたナノ結晶化に至ったものと推定する。また初期き裂は、筆者らのその後の研究^{22,23)}により、空洞周囲への応力集中により生じる塑性領域において引張の主応力 (Mode I) により引き起こされていることがわかってきている。白色は呈さないものの非金属介在物からの初期き裂は広義において、(転位セル形成程度の) 組織変化により生じているとも言えよう。なお筆者らの研究における実験は、非金属介在物ではなく空洞を起点としているが、実際の非金属介在物においても母相との界面はく離があることを想定して²²⁾、同様の初期き裂形成ならびに白色部形成メカニズムにより、バタフライは形成されるものと推定している。Nè liasら²⁸⁾ も非金属介在物から全寿命に対する極初期にき裂を伴うバタフライ生成があることを報告している。このようなメカニズムからバタフライは、非金属介在物起点はく離の過程を示す二次的な現象であり、早期はく離の原因ではないことも理解される。

WEAは種々の特殊な環境により生じ、早期はく離に関与しているが、昨今の研究では何らかの形で軸受の使用に際して鋼中に浸入する水素が関与していることに疑いはなさそうである^{16~18)}。筆者らの実験では、 1×10^5 サイクル

で長さ約 $5 \mu\text{m}$ の針状を呈する初期き裂を見出している。他の研究^{11,26,27)} においてもWEAの先駆状態として等価と思われる現象が報告されている。WEA生成に先立つ初期き裂は、Fig.10⁵⁾ に示すように軌道直下の随所に多数存在する特徴がある。その存在状態の特徴から早期に大型のき裂を形成し易いものと推定される。早期の大型き裂形成は当然ながら早期のはく離を招くが、内部起点型一般に大型介在物が大型予き裂を招き、その作用として早期のはく離を招くことと同じである。Fig. 9⁵⁾ に示した水素チャージ材のはく離が、短寿命ではあるが非チャージ材の寿命とオーダー的には変わらないことがこの点から理解できる。またこれらのはく離機構においてWEA自体は早期はく離に直接的に関与していないことがわかる。初期き裂生成を経て、はく離に至る伝ば過程のき裂に対して二次的にWEAが生じている。今回の再現実験における水素の役割は、針状を呈する初期き裂を招いたことになる。水素と疲労との関係における本質的な概念として、宇山ら²⁹⁾ がすべりの局在化、すなわち微視的な塑性変形の局在化を鋼中水素がもたらすことを報告している。この報告を考え合わせればWEA型の初期き裂が水素による微視的塑性変形の局在化によりもたらされているというモデルを挙げることができる。筆者らの研究におけるSEMを主体とする組織観察では、初期き裂近傍に白色を呈する組織変化は認めら

れていないが、これは塑性ひずみの蓄積が光学顕微鏡観察で白色を呈するWEAと比べて小さいためであると解釈される。初期き裂生成以前に、転位セル化や局所的な微結晶化は進行しているものと推定される。これはバタフライ生成の過程において初期き裂形成以前に非金属介在物周囲への応力集中による塑性領域形成があることと概念的に共通する。バタフライとWEAは材料的に見て同質のものであるが、各々の初期き裂形成過程の違いによって、異なったマクロ的形態を呈することが説明される。すなわち前者が非金属介在物への物理的な応力集中に、後者が水素の作用による軌道直下随所への塑性領域形成に端を発することによるのである。

一方WB（ホワイトバンド）は、形成過程や結果としての結晶粒の微細化程度において、バタフライやWEAとは本質的に異なり、起点や先行するき裂を伴わない軌道直下の広範囲な塑性による変形帯の形成と見ることができ。このような原因から高面圧であるラボでの加速試験や高温環境に限られた現象であることが解釈される。実用上は高温環境軸受に見られる現象であるが、三田村ら³⁰⁾により焼戻し軟化抵抗を上げる方向の実践的な材料・熱処理対応策が既に示されている。

5. おわりに

一連の検討において見出された最も重要な知見は、バタフライならびにWEAの生成機構解明において提示できた初期き裂形成過程であろうと考えている³¹⁾。転がり疲れは、紛れもなく高サイクル疲労の一種であり、予き裂を小さくすることが寿命を改善する方策となる。初期き裂の形成過程を理解し、それらを長さや頻度において軽微にすることが唯一無二の改善方策となるからである。

バタフライは、組織変化として問題視されるものではなく、非金属介在物起点のはく離過程を表す現象である。その長寿命化に向けた予き裂（非金属介在物径+両サイドの初期き裂長さ）の小型化は、従来知見通り基本的に非金属介在物を小径化することであると言えるが、初き裂形成にも塑性領域の関与が見出されており、微視的塑性に対する抵抗を増すことは更なる長寿命化に向けた有力な材料設計の考え方³¹⁾であると言える。

WEAでは、軌道直下の特徴的な初期き裂を見出せており、それらが大型予き裂の形成を容易にして早期はく離をもたらしている。その特徴的な初期き裂生成の原因は、水素の塑性変形局在化効果であると推定され、その抑制策はやはり微視的塑性への抵抗を増すことであると結論付けられる³¹⁾。

参考文献

- 1) 平岡和彦：CAMP-ISIJ, Vol.20 (2007), 424.
- 2) H.Kinoshita, K.Hiraoka：Proceedings of the International Tribology Conference Nagasaki, (2000), 1719.
- 3) K.Hiraoka, M.Nagao, T.Isomoto：Journal of ASTM International, 3, 5 (2006), Paper ID JAI14059.
- 4) 平岡和彦, 長尾実佐樹, 椿野晴繁, 山本厚之：トライボロジスト, 51 (2006), 744.
- 5) 平岡和彦, 藤松威史, 常陰典正, 山本厚之：トライボロジスト, 52 (2007), 888.
- 6) H.Swahn, P.C.Becker, O.Vingosbo：Material Science, January (1976), 35.
- 7) 井口 誠, 坪田一一：CAMP-ISIJ, 10 (1997), 545.
- 8) 沖田 滋, 武村浩道, 村上保夫：CAMP-ISIJ, 12 (1999), 351.
- 9) 植田光司, 三田村宣晶, 村上保夫, 大堀 學：CAMP-ISIJ, 15 (2002), 1033.
- 10) P.C.Becker：Metals Technology, June (1981), 234.
- 11) K.Maeda, H.Nakashima, N.Tsushima：Proceedings of the Japan International Tribology Conference Nagoya, (1990), 791.
- 12) 村上保夫, 武村浩道, 中 道治, 小川隆司, 桃野達信, 岩原 章, 石原 滋：NSK Technical Journal, 656 (1993), 1.
- 13) M.Shibata, M.Gotoh, T.Mikami：Proceedings of the Japan International Tribology Conference Yokohama, (1995), 1351.
- 14) 東一夫：不二越技報, 55 (1999), 48.
- 15) 室賀 啓, 坂 公恭：鉄と鋼, 84 (1998), 351.
- 16) 宇山英幸, 飛鷹秀幸, 藤田慎治, 山田紘樹, 三田村宣晶：トライボロジー会議予稿集 佐賀 2007-9, (2007), 53.
- 17) 原田 久：トライボロジー会議予稿集 佐賀 2007-9, (2007), 55.
- 18) 川村隆之, 三上英信：トライボロジー会議予稿集 佐賀 2007-9, (2007), 57.
- 19) 辻 伸泰：鉄と鋼, 88 (2002), 359.
- 20) 梅本 実：Sanyo Technical Report, 11 (2004), 13.
- 21) 木野伸郎, 尾谷敬造：CAMP-ISIJ, 15 (2002), 1016.
- 22) 藤松威史, 平岡和彦, 山本厚之：鉄と鋼, 94, 1 (2008), 13.

- 23) K.Hiraoka, T.Fujimatsu, K.Hashimoto, S.Fukumoto, A.Yamamoto : Materials Science Forum, 561-565 (2007), 2151.
- 24) 高井健一：日本機械学会論文集（A編），70，696（2004），1027.
- 25) 平岡和彦：兵庫県立大学工学博士学位論文，（2008），90.
- 26) 原田 久，小熊規泰，山本厚之，椿野晴繁：鉄と鋼，89（2003）789.
- 27) 原田 久，三上 剛，山本厚之，椿野晴繁：鉄と鋼，91（2005）567.
- 28) D.Nélias, M.L.Dumont, F.Champiot, A.Vincent, D.Girodin, R.fougères, L.Flamand : Transactions of the ASME Journal of Tribology,121, (1999) , 240.
- 29) 宇山秀幸，峯 洋二，村上敬宜，中島 優，森重利紀：材料，54（2005），1225.
- 30) 三田村宜晶，関野和雄，村上保夫：NSK Technical Journal, No.658（1994），11.
- 31) 平岡和彦：兵庫県立大学工学博士学位論文，（2008），100.



平岡和彦